

## THIN STEEL SHEET FOR DEEP DRAWING HAVING NONAGING PROPERTY

**Publication number:** JP6212354 (A)

**Publication date:** 1994-08-02

**Inventor(s):** SHIODA KOSAKU; YOSHINAGA NAOKI

**Applicant(s):** NIPPON STEEL CORP

**Classification:**

- international: **C21D8/04; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/06; C21D8/04; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/06; (IPC1-7): C22C38/00; C21D8/04; C21D9/48; C22C38/06**

- European:

**Application number:** JP19930007817 19930120

**Priority number(s):** JP19930007817 19930120

### Abstract of JP 6212354 (A)

**PURPOSE:**To produce a thin steel sheet for deep drawing having nonaging properties by incorporating specified amounts of Mn and P into dead soft steel, subjecting this steel slab to hot rolling, immediately executing rapid cooling, thereafter subjecting it to cold rolling and successively executing continuous annealing. **CONSTITUTION:**A dead soft steel slab contg., by weight, 0.0001 to 0.0015% C, <1.2% Si, 0.2 to 3% Mn, 0.0010 to 0.15% P (in this case,  $Mn\%+20XP\%\geq 0.3\%$ ), 0.0010 to 0.020% S, 0.005 to 0.15% Al, 0.0001 to 0.0080% N and 0.0001 to 0.0020% B is heated and is subjected to hot rolling, and the hot rolling is finished at the Ar3 transformation point or above. Within 0.5sec immediately after that, rapidly cooling is executed to refine the crystalline grains in the hot rolled sheet, and it is coiled round a coil in the temp. range of 600 to 750 deg.C.; Next, this hot rolled sheet is subjected to cold rolling at  $\geq 60\%$  rolling ratio to regulate its thickness into a final one, and after that, continuous annealing is executed in the temp. range of 600 to 900 deg.C. The thin steel sheet having nonaging properties and excellent in deep drawability can be obtd. without adding expensive elements such as Ti, Nb or the like.

---

Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-212354

(43) 公開日 平成6年(1994)8月2日

(51) Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 S			
C 2 1 D 8/04	A	7412-4K		
9/48	E			
C 2 2 C 38/06				

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平5-7817

(22) 出願日 平成5年(1993)1月20日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 潮田 浩作

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 吉永 直樹

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 椎名 強 (外1名)

(54) 【発明の名称】 非時効性深絞り用薄鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、常温非時効性深絞り用薄鋼板およびその製造方法を提供する。

【構成】 T i や N b など高価な炭窒化物形成元素を添加しない単純な極低碳素鋼をベースに上記目的を達成するには、C量を0.0001から0.0015%に制御して非時効化し、かつMn量とP量の最適化、熱間圧延の制御により深絞り性を確保し、Bを添加して二次加工性を改善する。

【効果】 従来のT i や N b を添加した極低碳素鋼と比較して、(1) 製造コストが廉価、(2) 軟化焼鈍温度が低い、(3) 表面品位が良好、などのメリットがあり、また地球資源の確保にも寄与する効果をもつ。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量%で、

C: 0.0001~0.0015%、

Si: 1.2%以下、

Mn: 0.2~3%、

P: 0.0010~0.15%、

かつ $Mn+20P \geq 0.3$ 、

S: 0.0010~0.020%、

Al: 0.005~0.15%、

N: 0.0001~0.0080%、

B: 0.0001~0.0020%、残部がFeおよび  
不可避免的な不純物からなる非時効性深絞り用薄鋼板。

【請求項2】 請求項1記載の化学成分よりなるスラブを熱間圧延においてAr<sub>3</sub>変態温度以上で仕上げ、その直後0.5s以内に50℃/s以上の冷却速度で750℃以下まで急冷し600~750℃で巻取り、60%以上の圧延率で冷間圧延を行い、その後600~900℃で連続焼鈍することを特徴とする非時効性深絞り用薄鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、非時効性深絞り用薄鋼板とその製造方法に関する。本発明に係わる薄鋼板とは、自動車部品、家庭電気製品、建物などのプレス加工用途を対象とするもので、冷延鋼板と、防錆のために例えばZnメッキや合金化Znメッキなどを施した表面処理鋼板の両方を含むものである。

## 【0002】

【従来の技術】溶鋼の真空脱ガス処理の最近の進歩により、極低碳素鋼の溶製が容易になった現在、良好な加工性を有する極低碳素鋼板の需要は益々増加しつつある。従来の極低碳素鋼板としては、鋼中の侵入型固溶元素(C, N)と強い引力の相互作用を持ち、炭窒化物を容易に形成するTiおよびNbのうち少なくとも一種を含有させることはよく知られている。これらの侵入型固溶元素の存在しない鋼(IF鋼: Interstitial Free Steel)は、歪時効や加工性を劣化させる原因となる侵入型固溶元素を含まないので、非時効で極めて良好な加工性を有する特徴がある。さらに、TiやNbの添加は粗大化しやすい極低碳素鋼の熱間圧延板の結晶粒径を細粒化し、冷延焼鈍板の深絞り性を改善するのに重要な役割も持つ。しかし、TiやNbを添加した極低碳素鋼は次のような問題点を有する。

【0003】第一に、極低碳素化のための真空処理コストに加え高価なTiやNbの添加を必要とするために製造コストが高くつく点である。第二に、TiやNbを添加すると再結晶温度が高くなるので、高温焼鈍が必須となり、通板時のヒートバックルや板破断の発生、エネルギー消費量が多い、などの問題がある。第三に固溶のCが存在しないために結晶粒界の強度が低下し、二次加工

時に脆性割れを起こすという問題がある。特に、Pを多く含む高強度鋼板においてはこの問題が顕在化する。第四に、酸化物形成傾向の強いTiやNbが添加された極低碳素鋼においては、酸化物系介在物に起因するキズが発生しやすい問題がある。

【0004】IF鋼のこのような問題を解決する目的で、従来から多くの研究開発が行われてきた。例えば、特開昭59-80727号公報、特開昭60-103129号公報、特開平1-184251号公報などには、上記の問題を引き起こすTiやNbなどの元素を添加せず、C量が0.0015%以下の領域を含む冷延鋼板およびその製造方法が開示されている。しかし、C量が0.0015%以下の領域となると、熱間圧延板の結晶粒径が粗大となり、時には板厚方向に長く伸びた極めて粗大な柱状晶となることがある。このような粗大結晶粒を持つ熱間圧延板を冷間圧延・焼鈍の素材に用いると製品板のr値は極低碳素鋼にもかかわらずむしろ劣化する。特に圧延方向から45度のr値が低下する。そして、異方性が大きくなるために二次加工脆性も顕在化する。

【0005】この新たな問題に対して、特開平1-188628号公報、特開平1-188629号公報に、C量が0.0010~0.0030%の極低碳素鋼を対象に熱間圧延後の冷却制御により製品板のr値を改善する方法が開示されている。この改善技術によって熱間圧延板粒径の粗大化を防止する効果はそれなりに発揮される。しかしながら、この技術を適用しても例えば、熱間圧延仕上温度の変動によっては熱間圧延板の結晶粒径を常に安定して得ることが難しく、上記の問題を完全に解決するまでには至っていない。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、TiやNbなどの高価な炭窒化物形成元素を添加しない単純な極低碳素鋼板において、安定した熱間圧延板粒径の細粒化を達成し、非時効性の深絞り用薄鋼板およびその製造方法を提供することにある。

## 【0007】

【課題を解決するための手段および作用】本発明者らは、単純な極低碳素鋼において、熱間圧延板の結晶粒径を細粒化する方策について検討を加えた結果、1) Mn、PおよびBの添加が効果的であり、特に $Mn+20P \geq 0.3$ でその効果が著しいこと、2) C量が0.0015%以下の鋼においては、熱間圧延終了後0.5秒以内に50℃/s以上の冷却速度で冷却すると、さらに細粒化することを見いだした。

【0008】本発明は、このような新知見に基づいて構築されたものであり、その要旨は以下のとおりである。

(1) 重量%で、C: 0.0001~0.0015%、Si: 1.2%以下、Mn: 0.2~3%、P: 0.0010~0.15%、かつ $Mn+20P \geq 0.3$ 、S:

3

0.0010~0.020%, Al:0.005~0.15%, N:0.0001~0.0080%, B:0.0001~0.0020%, 残部がFeおよび不可避免的不純物からなる非時効性深絞り用薄鋼板。

(2) (1)に記載の化学成分よりなるスラブを熱間圧延においてAr:変態温度以上で仕上げ、その後0.5s以内に50℃/s以上の冷却速度で750℃以下まで急冷し600~750℃で巻取り、60%以上の圧延率で冷間圧延を行い、その後600~900℃で連続焼鈍することを特徴とする非時効性深絞り用薄鋼板の製造方法。

【0009】以下、本発明について詳細に説明する。C:Cは、製品の材質特性を決定する極めて重要な元素である。C量が上限の0.0015%超となると、もはや常温で非時効を確保できなくなるので、上限を0.0015%とする。一方、C量が0.0001%未満となると、二次加工脆化が発生する。また、製鋼技術上極めて到達困難な領域であり、コストも著しく上昇する。したがって、下限は0.0001%とする。好ましくは、0.0005~0.0010%の範囲がよい。Si:Siは安価に強度を上昇する元素であり、強化に用いる際には、0.05%以上添加するとよい。しかし、1.2%超となると化成処理性の低下や、メッキ性の低下などの問題が生じるので、Siの上限を1.2%とする。通常は、0.05%以下でよい。

【0010】Mn、P、B:Mn、P、Bは本願発明において最も重要な構成要素である。すなわち、本願発明のようにC量が0.0015%以下の超極低炭素鋼の熱間圧延板を細粒化して目的を達成するためには、Mn $\geq$ 0.2%, P $\geq$ 0.0010%, かつMn+20P $\geq$ 0.3, B:0.0001~0.0020%の範囲に添加することが必須である。また、Mn、Pは、Siと同様に強度を上昇させるに有効な元素であり、Mnは熱間圧延時の割れを防止する役割も持つ。Mnの添加量が、3%超となるとr値が低下するので、その上限は3%とする。また、Pの添加量が0.15%超になると、冷間圧延性や二次加工性を劣化させるので、その上限を0.15%とする。Bは、0.0001%以上の添加で細粒化の効果があるが、0.0020%超となると逆にr値が低下したり、スラブ割れを引き起こしたりするので、その上限は0.0020%とする。通常は、Mn:0.2~1.0%, P:0.10%以下、B:0.0002~0.0010%でよい。これらの作用はまだ不明であるが、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度の低下によって変態の核生成頻度が増加したり、変態 $\alpha$ 粒の成長が抑制されるものと推察される。

【0011】S:S量は低いほうが好ましいが、0.001%未満になると製造コストが上昇するので、0.0010%を下限值とする。一方、0.020%超になるとMnSが数多く析出し加工性が劣化するので、0.0

4

20%を上限值とする。Al:Alは脱酸調整およびNの固定のために使用するが、0.005%未満では安定してこれらの作用効果を得ることが困難となる。一方、0.1%超になるとコスト上昇を招く。したがって、0.005~0.15%とする。有効にNの固定をはかるためには、0.04~0.12%が好ましい。N:Nは低い方が好ましい。しかし、0.0001%未満にするには著しいコスト上昇を招くので、0.0001%を下限值にする。一方、0.0080%超になるともはやAlでNを固定することが困難となり歪時効の原因となる固溶Nが残存したり、AlNの分率が増加したりして加工性が劣化する。したがって、0.0080%をN量の上限值とする。通常は0.0030%以下が好ましい。

【0012】次に、製造条件の限定理由を述べる。

熱間圧延:熱間圧延の条件は、本発明で極めて重要な構成要件である。まず、仕上げ温度は、製品板の深絞り性を確保するために、Ar:変態温度以上が必要である。次に、熱間圧延板の結晶粒径を細粒化するために、熱間圧延終了後、0.5秒以内に50℃/s以上の冷却速度で750℃以下まで急冷する。急冷開始の時間が、熱間圧延仕上げ後、0.5秒超となるとオーステナイト粒径が極めて大きくなり、変態後のフェライト粒径が粗大となるため、0.5秒以下とする。また、冷却速度が、50℃/s未満となると、オーステナイト粒の成長、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の細粒化効果の減少、変態後のフェライト粒の成長、等の理由によりフェライト粒径を微細化することが不可能となるため、50℃/sとする。さらに、熱間圧延したコイルは、600℃から750℃以下の温度で巻き取る。巻き取り温度が750℃超となると、フェライト粒が粗大に成長し、また、酸洗性が劣化したりコイルの長手方向で材質が不均一となるので、750℃を上限值とする。一方、600℃未満となると熱間圧延板でのAlNの析出が不十分となるので、製品板の加工性が劣化するので、600℃を下限值とする。

【0013】冷間圧延:通常の条件でよく、製品板のr値を確保する目的から、圧下率は60%以上とする。深絞り性の点からは、70~95%が好ましい。

連続焼鈍:再結晶焼鈍のための焼鈍温度は、600~900℃とする。焼鈍温度が600℃未満では、再結晶は不十分であり、製品板の加工性が問題となる。焼鈍温度の上昇とともに加工性は向上するが、900℃超では高温すぎて板破断や板の平坦度が悪化すると共に、r値が著しく低下するので900℃を上限とする。なお、本発明では冷延鋼板および連続溶融亜鉛メッキ鋼板に係わるものであるから、連続焼鈍は、冷延鋼板用のみならず、連続溶融亜鉛メッキラインによる焼鈍を含む。かくして、本発明は新思想と新知見に基づいて構築されたものであり、本発明によればTiやNbなどの高価な元素を添加せずとも、非時効性で深絞り性に優れた薄鋼板が得

られる。

【0014】

【実施例】

実施例1

表1に示す組成を有する鋼を実験室的に真空溶製した。鋼Aでは、C量を0.0004%から0.0030%まで変化させた。一方、鋼Bでは、Mn量を0.10%から1.20%、P量を0.005%から0.06%の範囲で変化させた。得られた鋼片を、次の条件で熱間圧延した。すなわち、スラブ加熱温度1150℃、仕上げ温度910℃、仕上げ後0.2秒以内に80℃/sの冷却速度で冷却し、710℃で巻き取った。板厚は、4.0mmである。酸洗後80%の圧下率の冷間圧延を施し0.8mmの冷延板とし、次いで加熱速度15℃/s、均熱800℃×50s、冷却速度20℃/sの連続焼鈍をした。さらに、0.8%の圧下率の調質圧延をし、引張試験に供した。引張試験方法は、JIS2241記載の方法に従った。さらに、二次加工性は、調質圧延した鋼板から直径110mmのブランクを打ち抜き、ついで直径50mmのポンチでカップ成形し、これに種々の温\*20

\*度で頂角53度の円錐ポンチで最大20mm押し込み、破壊した場合の延性-脆性遷移温度によって評価し、-50℃以下の値を良好とした。

【0015】表1及び表2から明らかなように、TiやNbなどを添加せずとも全C量が0.0015%以下になると100℃-1hr後の降伏点伸び(YP-E1)が、0.2%以下となり常温で非時効の目標を達成する。また、同表から明らかなように、C量が約0.0007%の超極低碳素鋼に、Mn≥0.2%、P≥0.0010%、Mn+20P≥0.3を規定し、熱間圧延後に冷却制御を施すことにより、面内平均ランクフォード値であるr値(以下r値という)、特にr<sub>45</sub>が著しく改善され、深絞り用鋼板として十分なレベルとなる。したがって、本発明によれば、TiやNbなどの高価な元素を添加せずとも、常温非時効性で深絞り性に優れた冷延鋼板が得られる。また、表2から明かなように本発明鋼は良好な耐二次加工性を示す。

【0016】

【表1】

表 1

鋼	化 学 組 成 (wt%)									備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Mn+20P	
A1	0.0004	0.01	0.20	0.035	0.008	0.045	0.0012	0.0002	0.9	本発明鋼
A2	0.0008	0.01	0.20	0.035	0.008	0.045	0.0012	0.0005	0.9	
A3	0.0017	0.01	0.20	0.035	0.008	0.045	0.0012	0.0002	0.9	
A4	0.0030	0.01	0.20	0.035	0.008	0.045	0.0012	0.0005	0.9	比較鋼
B1	0.0006	0.01	0.10	0.005	0.008	0.045	0.0012	0.0002	0.2	
B2	0.0007	0.01	0.25	0.015	0.008	0.045	0.0012	0.0002	0.55	本発明鋼
B3	0.0006	0.04	0.65	0.010	0.008	0.045	0.0012	0.0002	0.85	
B4	0.0007	0.01	0.25	0.060	0.008	0.045	0.0012	0.0005	1.45	
B5	0.0008	0.06	1.20	0.040	0.008	0.045	0.0012	0.0004	2.00	

【0017】

【表2】

表 2

鋼 No	YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	T-E1 (%)	$\bar{r}$	$r_{45}$	YP-E1 (%)	遷移温度 (°C)	備考
A1	17	32	47	1.8	1.5	0	-75	本発明鋼
A2	18	33	46	1.8	1.5	0	-80	
A3	18	34	45	1.9	1.6	0	-95	
A4	20	35	44	2.1	1.8	<u>0.7</u>	-120	比較鋼
B1	13	27	58	<u>1.4</u>	<u>1.1</u>	0	-95	
B2	14	29	51	1.7	1.4	0	-90	本発明鋼
B3	16	31	50	1.9	1.6	0	-85	
B4	19	36	45	2.1	1.8	0	-95	
B5	22	38	43	2.0	1.7	0	-90	

## 【0018】実施例2

実施例1の知見をベースに、表3に示す化学組成を有する鋼を実機規模で溶製、 casting、続いて熱間圧延（加熱温度：1200℃、仕上げ温度：930℃、仕上げ後の冷却：熱間圧延仕上げ後0.3秒後に100℃/sで740℃まで冷却、巻き取り温度：680℃）、冷間圧延（圧下率：80%）、連続溶融亜鉛めっき（最高加熱温度：820℃、溶融亜鉛めっき：460℃（浴中A1濃度0.11%）、合金化処理：520℃×20s）、調質圧延（0.8%）に供した。引張試験方法は、実施例1と同様である。また、めっき特性として、めっき密着性の評価およびめっき皮膜中のFe濃度を測定した。

【0019】ここで、めっき密着性は、180°密着曲げを行い、亜鉛皮膜の剥離状況を曲げ加工部にセロテー

20 プを接着したのち、これをはがしてテープに付着した剥離めっき量から判定した。評価は、下記の5段階とした。

1---剥離大、2---剥離中、3---剥離小、4---剥離微、5---剥離皆無

また、めっき層中のFe濃度は、X線回折によって求めた。また、二次加工性の評価方法も、実施例1と全く同様である。表4から明らかなように、本発明鋼は、溶融亜鉛めっき性に優れた常温非時効性深絞り用合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られ、また耐二次加工脆化特性も良好である。

【0020】

【表3】

表 3

鋼 No	化 学 組 成 (wt%)									備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Mn+20P	
1	0.0007	0.02	<u>0.10</u>	0.005	0.008	0.050	0.0013	0.0002	<u>0.2</u>	比較鋼
2	0.0004	0.03	0.65	0.01	0.008	0.080	0.0025	0.0003	0.85	
3	0.0009	0.02	0.80	0.06	0.007	0.100	0.0018	0.0007	2.0	本発明鋼
4	<u>0.0020</u>	0.02	0.80	0.08	0.007	0.040	0.0018	--	2.4	

【0021】

\* \* 【表4】

表 4

鋼 No	YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (%)	T-E1 (%)	$\bar{r}$	$r_{45}$	YP-E1 (%)	遷移 温度 (°C)	め き 密 着 性	め き 層 の Fe 濃 度 (%)	備 考
1	13	27	57	1.6	1.2	0	-110	5	12	比較鋼
2	18	32	48	1.8	1.5	0	-100	5	10	本発明鋼
3	22	38	43	1.8	1.5	0	-80	5	8	本発明鋼
4	23	39	42	1.8	1.6	0.1	-10	5	6	比較鋼

【0022】実施例3

実施例2において、合金化処理のない連続溶融亜鉛めっきを実施した。試料は、実施例2の鋼3であり、連続溶融亜鉛めっき条件は、最高加熱温度が780℃、溶融亜鉛めっき温度は460℃である。調質圧延(0.8%)※

20※ののち、実施例2と全く同様の評価を行った。特性値は、表5に示すとおりであり、本発明によれば、常温非時効性の深絞り用溶融亜鉛めっき鋼板が製造できる。

【0023】

【表5】

表 5

YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (%)	T-E1 (%)	$\bar{r}$	$r_{45}$	YP-E1 (%)	遷移温度 (°C)	備考
21	37	44	2.0	1.7	0	-90	本発明鋼

【0024】実施例4

表3の鋼2、3を用いて、熱間圧延終了後の冷却条件について実機設備を用いて検討を加えた。表6に熱間圧延条件と、製品板の $\bar{r}$ および $r_{45}$ との関係を示す。ここで、熱間圧延条件として、仕上げ後の冷却条件、特に急冷開始までの時間および冷却速度を検討した。また、冷間圧延は圧下率が80%であり、板厚は0.8mmである。780℃-40sの連続焼鈍、および0.8の圧下

率の調質圧延に供した。表6から明らかなように、本発明の鋼成分において熱間圧延終了後0.5秒以内に50℃/s以上の冷却速度で750℃以下の温度まで冷却することが、熱間仕上げ圧延温度にかかわらず、 $\bar{r}$ 値特に $r_{45}$ の改善に重要である。

【0025】

【表6】

表 6

鋼 No	熱 間 圧 延 条 件					製品板特性値		備 考
	SRT (°C)	FT (°C)	t (s)	CR (°C/s)	CT (°C)	$\bar{r}$	$r_{45}$	
2	1150	910	0.1	100	730	1.8	1.5	本発明
	1150	910	0.3	<u>20</u>	730	1.5	<u>1.2</u>	比 較
	1150	910	<u>0.7</u>	100	730	1.4	<u>1.1</u>	比 較
3	1150	960	0.2	100	730	1.8	1.5	本発明
	1150	960	0.4	<u>20</u>	730	1.5	<u>1.1</u>	比 較
	1150	960	<u>0.7</u>	100	730	1.5	<u>1.2</u>	比 較

SRT: スラブ加熱温度; FT: 仕上げ温度; t: 仕上げ後冷却開始時間

CR: 冷却速度; CT: 巻き取り温度

【0026】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によればT 20  
iやNbなどの高価な元素を添加せずとも、非時効性で  
深絞り性に優れた薄鋼板が得られ、かつ耐二次加工脆化  
特性も満足する。また、本発明は、電気めっきなどを施  
す表面処理鋼板、およびその製造にも適用が可能であ

る。このように、本発明は、従来技術と比較し安価にか  
つ安定的に優れた性能を有する鋼板の製造を可能とする  
ばかりでなく、高価な元素の地球資源を確保したり、あ  
るいは本発明による高強度鋼板の利用により地球環境保  
全にも寄与するものと考えられ、その効果は著しい。